

Особенности микро- и наноразмерных дефектов в кристаллах 4H-карбида кремния, выращенных методом высокотемпературной сублимации

В. А. Неверов

В процессе роста монокристаллов карбида кремния формируется развитая система различного рода дефектов, негативно влияющих на свойства полупроводникового материала. В кристаллах 4H-SiC, полученных на оборудовании компании PVA TePla (Германия), обнаружены характерные для микроразмерных дефектов статистически самоподобные поверхности раздела «поры-твердое тело» с фрактальными размерностями 2,20–2,60. Рентгеновское малоугловое рассеяние позволило зафиксировать структурные неоднородности в виде пор и их кластеров наномасштабного уровня. Построены функции распределения частиц по радиусам инерции и показано, что основная доля пор приходится на маломасштабные образования с радиусами инерции 25–30 Å. Поры и их кластеры формируют изогнутые цепочки с фрактальными размерностями 1,26–1,84. Структурные неоднородности масштаба 40–110 Å рассеивают рентгеновское излучение как шероховатые поверхности с фрактальными размерностями 2,31–2,95.

Ключевые слова: карбид кремния, структурные неоднородности, радиус инерции, фрактальная размерность.

Введение

Успешное развитие цифровой экономики России невозможно без реализации широкомасштабных программ по обеспечению технологической независимости страны в отраслях силовой, микро- и нанoeлектроники, а также импортозамещению их компонентной базы. Решение поставленных Правительством РФ задач связано с промышленной реализацией отечественных разработок, способствующих насыщению отечественного рынка полупроводниковыми материалами с уникальными свойствами и параметрами, соответствующими мировым стандартам. Одной из актуальных проблем, стоящей на пути формирования и развития современной электроники, можно считать производство достаточных объемов широкозонных полупроводников, в первую очередь, карбида кремния, внедрение которых будет способствовать

ускоренному развитию цифровых технологий, связанных с обработкой и хранением огромных массивов данных, нейросистем, робототехники, а также авиационной и космической отраслей. Кроме того, карбид кремния предлагается в качестве перспективной платформы с целью создания нанорезонаторов для ИК-нанофотоники [1].

Рост объемных монокристаллов карбида кремния, пригодных для производства полупроводниковых приборов, представляет собой сложный технологический процесс, сопровождающийся образованием различных дефектов кристаллической решетки [2]. К таким дефектам, в частности, можно отнести микротрубки, представляющие собой вытянутые цилиндрические поры переменного сечения, диаметр которых может варьироваться от долей до единиц микрометров. Их обычно рассматривают как винтовые дислокации с большим значением вектора Бюргерса [3, 4]. Микротрубки делятся на обычные поры и дислокационные микротрубки, отличающиеся от обычных пор значительным полем упругих напряжений в объеме образца [5]. Авторами работы [5] показано, что в процессе роста кристаллов SiC дислокационные микротрубки могут вступать во взаимодействие друг с другом, т. е. трубки большего диаметра притягивают трубки малого диаметра с векторами Бюргерса противоположных знаков, а затем – сливаются с ними. Механизмы формиро-

Неверов Вячеслав Александрович, руководитель НИЛ «Синтез и обработка монокристаллов карбида кремния», доцент, к.ф.-м.н.
Мордовский государственный университет им. Н. П. Огарева.
Россия, 430005, Республика Мордовия, г. Саранск,
ул. Большевикская, 68.
Тел. (8342) 29-08-14. E-mail: neverovva@inbox.ru

Статья поступила в редакцию 30 мая 2018 г.

© Неверов В. А., 2018

вания морфологических особенностей микротрубок в объемных кристаллах карбида кремния рассмотрены в работе [6]. Кроме микропоровых дефектов, выращенные методом сублимации кристаллы карбида кремния содержат достаточно высокую концентрацию таких структурных неоднородностей как дислокации, политипные и углеродные включения, межзеренные и малоугловые доменные границы [7].

Для визуализации дефектной структуры пластин и эпитаксиальных слоев карбида кремния применяют селективное травление в расплаве КОН, оптическую микроскопию, рентгенотопографические исследования [8]. Указанными методами обнаружены [7] и классифицированы в соответствии с [9, 10] базисные дислокации, прорастающие винтовые дислокации с заполненным ядром, прорастающие винтовые дислокации с полым ядром (микропоры), характеризующиеся ямками травления с линейными размерами 5–80 мкм.

Целью данной работы было исследование структурных неоднородностей кристаллов политипа $4H\text{-SiC}$, предпринятых с целью оптимизации условий роста кристаллов диаметром 100 мм методом высокотемпературной сублимации на оборудовании компании PVA TePla (Германия) [11, 12].

Постановка работы

Топология микроразмерных дефектов исследовалась методом рентгеновской томографии, а для изучения наноразмерных неоднородностей – точечных дефектов и их кластеров, а также характера поверхностей раздела «дефект-кристалл» – был использован метод рентгеновского малоуглового рассеяния (РМУР). Он позволяет регистрировать и изучать структурные неоднородности различных материалов по особенностям спада интенсивности рассеянного рентгеновского излучения в области малых углов. Для анализа и интерпретации экспериментальных данных использованы принципы фрактальной геометрии [13]. Такой подход дает возможность количественного описания особенностей процессов самоорганизации сложных самоподобных структур различных масштабных уровней посредством фундаментального параметра – фрактальная размерность, которая несет информацию о степени заполненности пространства исследуемым объектом или структурой [14].

В настоящее время для анализа микроструктуры материалов все большее применение находит рентгеновская компьютерная микротомография [15], основанная на формировании трехмерного изображения образца путем синтеза большого массива рентгеновских двумерных сечений (сре-

зов). Расстояние между сечениями обычно равно размеру пикселя (1–2 мкм). При этом каждое сечение характеризуется 16-битами градаций серого (вариации яркости от «черного» – 0 до «белого» – 65536), которые коррелируются со значениями коэффициента поглощения рентгеновского излучения в области расположения вокселя – элемента объемного изображения, являющегося аналогом пикселя в двухмерном пространстве. Данный метод является неразрушающим и не требует специальной пробоподготовки. Исследования проводились с помощью рентгеновского микротомографа SKYSCAN 1172 [16]. Режим съемки выбирался таким, чтобы обеспечить разрешение деталей изображения дефектов > 800 нм – напряжение на аноде рентгеновской трубки 60 кВ, ток анода около 170 мкА, шаг угла вращения при сканировании объекта $0,4^\circ$. Полученный экспериментальный материал позволил сформировать массивы данных, необходимых для реконструкции «срезов», перпендикулярных оси вращения образца, а также построить 3D-модели наиболее характерных дефектов, присутствующих во всех выращенных кристаллах $4H\text{-SiC}$. Результаты реконструкции изображений обрабатываются специальными процедурами, входящим в программное обеспечение микротомографа.

Метод рентгеновского малоуглового рассеяния (РМУР) широко используется для изучения нанобъектов различной физической природы и агрегатного состояния, разупорядоченных систем, в том числе фрактальных кластеров и поверхностей раздела «поры-твердое тело» [17–19]. Картина РМУР является результатом интерференции лучей, когерентно рассеянных на неоднородностях образца. При длинах волн рентгеновского излучения 0,05–0,5 нм данный метод позволяет регистрировать структурные неоднородности (поры, кластеры, поверхности раздела фаз) масштаба от единиц до нескольких сотен нанометров. Интерференционная картина РМУР зависит от пространственного распределения электронной плотности, которая и определяет вид экспериментальной индикатрисы рассеяния $I(s)$, где I – интенсивность рассеяния; s – вектор рассеяния, равный

$$s = 4\pi \sin \theta / \lambda, \quad (1)$$

2θ – угол рассеяния; λ – длина волны рентгеновского излучения.

Метод определения структурных параметров частиц (пор, кластеров, поверхностей раздела фаз) основан на математической обработке результатов измерений угловой зависимости интенсивности рассеяния, а анализ полученных данных позволяет определить электронный радиус инерции и максимальный размер частиц в монодисперсных си-

стемах или их распределение по размерам – в полидисперсных [17]. Как указывается в работе [20], метод РМУР предоставляет уникальную возможность определения фрактальной размерности кластеров, пор, частиц, т. е. количественно описать распределение массы агрегатов в пространстве [21]. Кроме того, многие шероховатые поверхности, пористые объекты с нерегулярной поверхностью, локально, могут иметь вид фрактала. Если выполняется условие $sR > 1$, где R – характерный размер рассеивающих неоднородностей, то наблюдается степенная зависимость интенсивности рассеяния от вектора рассеяния [22]:

$$I(s) \sim s^{-\alpha}; (\alpha \leq 6). \quad (2)$$

По отклонению от асимптотики $\alpha = 4$ можно судить о фрактальности кластеров и поверхностей раздела фаз. Определив значение показателя степени α по наклону прямолинейных участков кривых РМУР $\log I(s) - \log s$ находят тип фрактала – массовый или поверхностный и величину соответствующей фрактальной размерности $D = \alpha$ для массовых фракталов или $D_S = 6 - \alpha$ – для фрактальных поверхностей. Массовые фракталы имеют фрактальные размерности $1 \leq D \leq 3$, а при рассеянии рентгеновского излучения от трехмерного объекта с фрактальной поверхностью раздела фаз – $2 \leq D_S < 3$. Для гладких же поверхностей – $D_S = 2$, а $\alpha = 4$ [22]. Экспериментальный материал в виде кривых рассеяния $I(s) - s$ получен на малоугловом дифрактометре *Hecus S3-MICRO* в режиме прохождения рентгеновского пучка сквозь образец. Длина волны $\lambda = 1,5418 \text{ \AA}$ соответствует $\text{CuK}\alpha$ – излучению. Интенсивности рассеянных волн регистрировались в диапазоне значений векторов рассеяния s 0,006–0,600 \AA^{-1} . Если учесть, что линейные размеры структурных неоднородностей и векторов рассеяния связаны выражением $L \sim 2\pi/s$ (критерий пределов разрешения дифракционного эксперимента), можно ожидать вклад в малоугловое рассеяние частиц (пор, кластеров) масштаба 1–100 нм.

Результаты экспериментов и их обсуждение

Рентгеновская микротомография

Анализ микротомограмм четырех образцов кристаллов 4H-SiC, представляющих собой тонкие пластинки размерами $50 \times 2 \times 0,5 \text{ мм}^3$, вырезанные из центральной части пластин диаметром 100 мм, позволил выявить ряд структурных неоднородностей, сформировавшихся в процессе роста и имеющих линейные масштабы единицы-десятки микронетров (доступные для рентгеновской мик-

ротомографии), а именно: закрытые микропоры; открытые микропоры; включения сторонних фаз (фазы) с коэффициентом поглощения рентгеновского излучения, отличным от такового для SiC-матрицы. В работе [6] на основе экспериментальных результатов, полученных методом рентгеновской фазово-контрастной микроскопии (на источнике высококогерентного синхротронного излучения), имеющей заметно лучшую разрешающую способность по сравнению с рентгеновской томографией, показано, что цилиндрическая форма микротрубок неустойчива: линейные размеры сечений, определенные при помощи компьютерного моделирования, изменяются вдоль их осей. При этом наблюдается тенденция перехода цилиндрической формы в эллиптическую, при этом значения максимальных линейных размеров сечений, исследованных в [6] «сплюснутых» микротрубок, лежат в интервале $d \sim 1,76\text{--}5,32 \text{ мкм}$; минимальных $d_0 \sim 1,52\text{--}1,84 \text{ мкм}$; отношение $d/d_0 \sim 1,06\text{--}4,03$; площади сечений микротрубок $\sigma \sim 8,04\text{--}22,0 \text{ мкм}^2$. Авторы подчеркивают, что для многих микротрубок, обнаруженных в кристаллах 4H-SiC, а также в кристаллах 6H-SiC с включениями политипов 15R и 4H, наблюдаются указанные выше морфологические особенности. Аналогичные дефекты обнаружены и в исследованных нами образцах карбида кремния. В качестве примера на рис. 1 представлено реконструированное томографическое изображение одного из «срезов» поперечного сечения достаточно крупного дефекта в виде сплюснутой микропоры длиной $\sim 200 \text{ мкм}$. Линейные размеры приведенного сечения $d - 25 \text{ мкм}$; $d_0 - 13 \text{ мкм}$; $d/d_0 - 1,9$; $\sigma - 225 \text{ мкм}^2$.

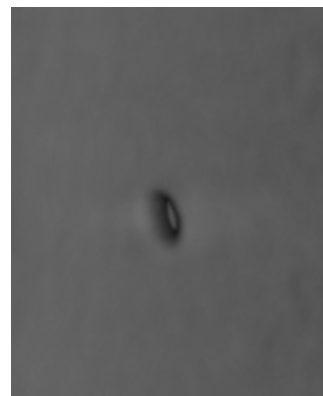


Рис. 1. Рентгеномикрографическое изображение поперечного сечения сплюснутой микропоры.

Детальный анализ строения поверхностей поровых дефектов роста кристаллов 4H-SiC показал, что границы раздела «кристалл–пора» не являются плоскими (см. рис. 2). Практически они представляют собой шероховатую поверхность, рельеф которой, вероятно, определяется как параметрами роста конкретного кристалла, так и составом газовой атмосферы в ростовой ячейке, а также струк-

турой сублимационного материала. Шероховатая, рельефная поверхность может иметь значительную площадь и, как подчеркивается в работе [23], необходима оценка свойств реальной поверхности дефектов с развитым рельефом для возможной корреляции с электрическими параметрами полупроводникового материала. Для этой цели наиболее перспективным представляется использование фрактального подхода, позволяющего исследовать броуновские (реальные) поверхности со случайным распределением неровностей. Существует несколько способов определения фрактальной размерности шероховатых поверхностей [23, 24]. Один из них – анализ профиля поверхности – основан на анализе сечения поверхности поры плоскостью, в результате чего получается кривая, воспроизводящая рельеф поверхности в месте сечения с точностью измерительного масштаба. Изменение значения измерительного масштаба, естественно, ведет к изменению длины кривой. Если исследуемая поверхность фрактальна, то выполняется степенной закон зависимости длины от параметра измерительного масштаба ε [23]

$$L(\varepsilon) = L_0 \varepsilon^{(1-D_L)}, \quad (3)$$

где L_0 – проекция кривой L на ось сечения; D_L – фрактальная размерность профиля поверхности, которая определяется по углу наклона линейного участка $\log(L/L_0) - \log \varepsilon$. При этом для определения фрактальной размерности исследуемой поверхности используют соотношение

$$D_S = D_L + 1 \quad (4)$$

для целого ряда сечений, а результаты усредняются. Описанная процедура заложена в программном обеспечении микротомографа SKYSCAN 1172 и была использована для определения фрактальных размерностей поверхностей ряда микродефектов в виде закрытых и открытых пор исследуемых образцов. В качестве примера приведем данные расчета параметров D_L (табл. 1) порового образования, реконструированное изображение которого показано на рис. 2. Сканирование велось в горизонтальном направлении (к наблюдателю) с шагом 2 мкм.

Среднее значение фрактальной размерности контура сечения исследуемого объекта составляет $D_L = 1,55$. Тогда, согласно (4), фрактальная размерность поверхности раздела «SiC–микродефект» имеет значение $D_S = 2,55$, что соответствует негладкой, т. е. достаточно шероховатой поверхности.

Таблица 1

Данные расчета параметров

Номер сечения	D_L	Номер сечения	D_L	Номер сечения	D_L
1	1,37	18	1,63	35	1,68
2	1,23	19	1,65	36	1,66
3	1,30	20	1,68	37	1,65
4	1,39	21	1,65	38	1,63
5	1,45	22	1,67	39	1,61
6	1,51	23	1,65	40	1,58
7	1,55	24	1,66	41	1,53
8	1,59	25	1,68	42	1,46
9	1,62	26	1,69	43	1,44
10	1,66	27	1,69	44	1,46
11	1,68	28	1,69	45	1,39
12	1,65	29	1,69	46	1,34
13	1,61	30	1,73	47	1,39
14	1,60	31	1,73	48	1,41
15	1,58	32	1,71	49	1,24
16	1,61	33	1,71	50	1,08
17	1,59	34	1,69	51	1,12

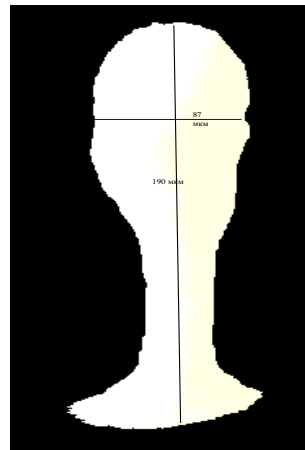


Рис. 2. Рентгеномикрографическая реконструкция изображения крупного порового дефекта.

Один из методов определения фрактальной размерности шероховатых поверхностей базируется на разбиении исследуемой плоскости на квадраты (так называемый box-counting method) [24]. При этом размерность множества элементов определяется скоростью возрастания числа boxes, содержащих все элементы множества. Этот метод также включен в пакет программ обработки экспериментальных данных микротомографа для 3D-реконструкции и визуализации изображений исследуемых объектов. Применение этой опции для расчета фрактальной размерности нерегулярной поверхности дефекта кристалла 4H-SiC, представленного на рис. 2, дало значение $D_S = 2,47$, что достаточно близко к значению фрактальной размерности, полученной из анализа профилей соответствующих сечений ($D_S = 2,55$). Проведенные

исследования других микропор масштаба > 10 мкм указанными методами позволили зафиксировать значения фрактальной размерности их поверхности в интервале $D_s \sim 2,20-2,60$.

Рентгеновское малоугловое рассеяние

Индикатрисы рентгеновского малоуглового рассеяния четырех образцов карбида кремния в полулогарифмических координатах представлены на рис. 3. Они симбатны, имеют сходный характер падения интенсивности рассеяния рентгеновских фотонов с увеличением модуля вектора рассеяния. Наиболее быстрый спад интенсивности $I(s)$ наблюдается при малых значениях s (интервал

Δs 0,007–0,015 \AA^{-1}). Практически линейная зависимость $\log I(s) - s$ характерна для интервала Δs 0,025–0,100 \AA^{-1} с последующим ее монотонным убыванием в области больших значений модуля вектора рассеяния ($s > 0,2 \text{\AA}^{-1}$). На кривых рассеяния отсутствует четко выраженная структура, что характерно для большинства полидисперсных систем. Высокие значения интенсивностей $I(s)$, вероятно, связаны с резким контрастом электронных плотностей основного массива кристаллического вещества $4H\text{-SiC}$ и структурными неоднородностями (поры, кластеры пор, границы раздела «поры-твердое тело» с шероховатыми поверхностями).

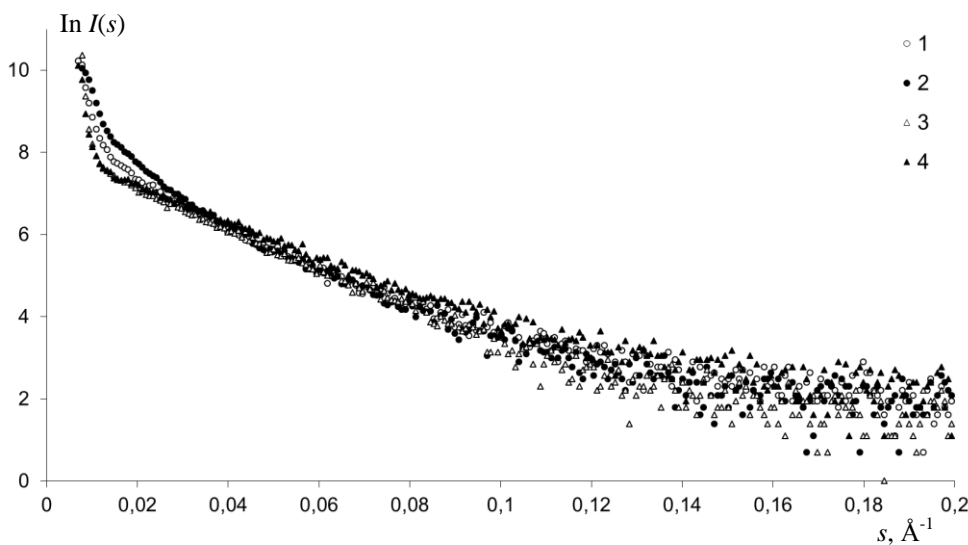


Рис. 3. Кривые малоуглового рентгеновского рассеяния образцов карбида кремния.

Линейные размеры структурных неоднородностей монодисперсной системы можно определить методом Гинье [25]. Этот метод заключается в нахождении угла наклона прямолинейных участков (при малых значениях s) зависимости $\log I(s) - s^2$ и определении радиуса инерции R_g из формулы Гинье [17, 25]:

$$I(s) = I(0) \exp(-s^2 R_g^2 / 3). \quad (5)$$

На рис. 4 представлены экспериментальные кривые $\log I(s) = f(s^2)$ для четырех исследованных образцов карбида кремния. Анализ этих зависимостей показал, что ни одна из них не описывается формулой Гинье. Если считать, что рассеивающие неоднородности состоят из частиц с различными радиусами инерции, однородных по электронной плотности и приблизительно одинаковой формы, то для такой модели можно найти приближенную функцию распределения частиц по радиусам инерции, если воспользоваться идеей А. И. Китайгородского для случая небольшого

числа сортов независимо рассеивающих частиц [26, 27]. Подробно данная методика изложена в работе [22]. Ее суть заключается в выделении прямолинейных участков кривой рассеяния в координатах $\log I(s) - s^2$ для частиц разных линейных масштабов, нахождении радиуса инерции $(R_g)_k$ и определении относительной доли массы или объема частиц данного размера по формуле

$$m_k \sim I_k(0) / (R_g)_k^3, \quad (6)$$

где $I_k(0)$ – отрезок, отсекаемый прямолинейным участком фрагмента зависимости $\log I(s) - s^2$ на оси ординат, который определяет вклад соответствующих частиц в интенсивность рассеяния; $(R_g)_k$ – радиус инерции этих частиц (определяется по формуле Гинье (5)). Обозначения заимствованы из [27]. Результаты расчетов функций распределения рассеивающих наночастиц по радиусам инерции, определенные по данным РМУР, представлены на рис. 5. Точками, так же как и на рис. 3 в [27], показаны значения m_k в относительных единицах.

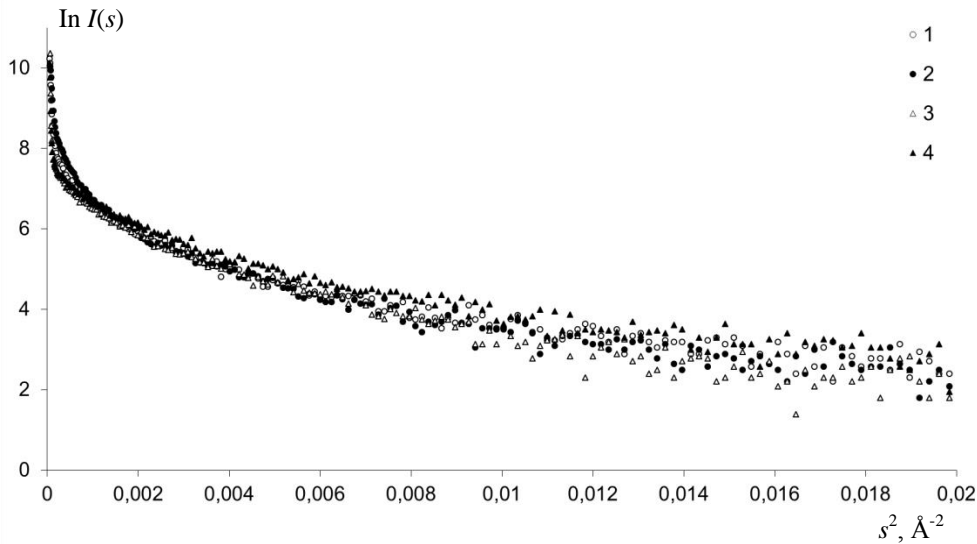


Рис. 4. Экспериментальные кривые рассеяния в координатах Гинье для четырех образцов.

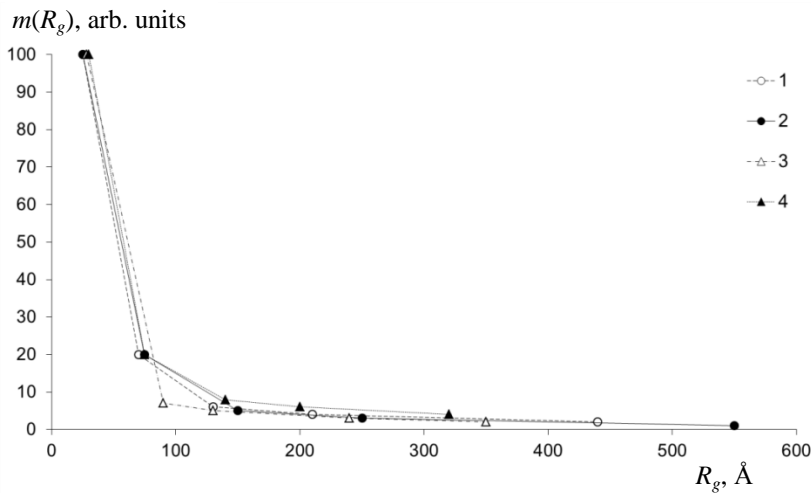


Рис. 5. Функции распределения рассеивающих неоднородностей по радиусам инерции образцов 4H-SiC, построенные по данным РМУР для четырех образцов.

Анализ полученных зависимостей $m(R_g)$ для всех четырех образцов показал, что они имеют сходный вид и максимальные значения функций распределения (наиболее вероятные радиусы инерции) структурных неоднородностей приходятся на маломасштабные образования с радиусами инерции $R_{g \min}$, лежащими в интервале 25–30 Å. С увеличением радиуса инерции функции распределения достаточно быстро спадают, при этом, область максимумов получается достаточно узкой [27]. Степень однородности радиусов инерции рассеивающих объектов можно охарактеризовать величиной дисперсии функции распределения

$$\Delta R_g = R_g - R_{g \min}, \quad (5)$$

где R_g берется на полувысоте соответствующего распределения. Значения $R_{g \min}$ и ΔR_g для образцов 4H-SiC приведены в табл. 2. Там же даны средние радиусы инерции рассеивающих неоднородностей $\langle R_g \rangle$, которые были оценены по формуле [27]:

$$\langle R_g \rangle = \sum R_{gk} m_k / \sum m_k. \quad (6)$$

Таблица 2

Значения радиусов инерции для разных образцов

Образец	1	2	3	4
$R_{g \min}, \text{Å}$	25	25	28	30
$\Delta R_g, \text{Å}$	27	30	33	25
$\langle R_g \rangle, \text{Å}$	43	43	42	51

Известно [28], что условия роста объемных кристаллов карбида кремния неравновесны и сопровождаются процессами самоорганизации регулярных стохастически самоподобных пространственных структур наноразмерного уровня. Это может приводить к появлению различных политипов, образованию дислокаций, линейных и точечных дефектов, кластеров пор, шероховатых поверхностей раздела дефект-кристалл. Особенности организации таких систем количественно могут быть описаны с помощью фрактальных размерностей [13, 14, 29]. Для определения фрактальных размерностей рассеивающих неоднородностей кривые $I(s) - s$ были перестроены в двойные логарифмические координаты $\log I(s) - \log s$. Восполь-

зававшись методом, описанным в [30], по наклону линейных участков кривых $\log I(s) - \log s$ были определены параметры $\alpha = \Delta \log I(s) / \Delta \log s$ и, соответственно, фрактальные размерности кластеров ($D = \alpha$) и фрактальных поверхностей ($D_s = 6 - \alpha$) раздела «кристалл–дефект» (открытые и закрытые поры, микротрубки и др.). Результаты сведены в табл. 3. Характерной особенностью кривых рассеяния $\log I(s) - \log s$ является наличие на каждой из них двух участков с линейной зависимостью $\log I(s)$ от $\log s$. При малых значениях s , в интервале $0,016-0,043 \text{ \AA}^{-1}$, параметр α имеет значения $1,26-1,84$ – фрактальные размерности D неоднородностей масштаба $400-150 \text{ \AA}$ принимают значения $1,77; 1,84; 1,26$ и $1,37$ для соответствующих образцов (массовые фракталы). Такие значения фрактальной размерности кластеров частиц (неоднородностей) могут соответствовать изогнутым цепочкам, состоящих из отдельных дефектов

(частиц) сферической формы и примерно одинакового размера. Наименее изогнутые цепочки рассеивающих частиц наблюдается в образце 3, а наиболее изогнутые – в образце 2. Второй интервал линейной зависимости $\log I(s)$ от $\log s$ зафиксирован в пределах изменения модуля вектора рассеяния s $0,058-0,172 \text{ \AA}^{-1}$. Ее наклон больше, чем для первого интервала и параметр α изменяется от $3,05$ до $3,69$. Следовательно, рассеивающие неоднородности масштаба $110-40 \text{ \AA}$ ведут себя как фрактальные поверхности (поверхностные фракталы) с шероховатой, рваной структурой – фрактальные размерности таких поверхностей D_s равны для образцов, соответственно, $2,95; 2,78; 2,31$ и $2,83$. Наиболее нерегулярными (рваными, шероховатыми) поверхностями, регистрируемые методом РМУР, обладают неоднородности образцов 1, 4 и 2. Относительно несильно изрезаны поверхности раздела неоднородностей образца 3.

Таблица 3

Фрактальные размерности кластеров

Параметр Образец	$\Delta s, \text{ \AA}^{-1}$	α	D	D_s	$d, \text{ \AA}$
1	0,018–0,043	1,77	1,77	2,95	350–150 80–40
	0,078–0,150	3,05			
2	0,016–0,025	1,84	1,84	2,78	393–250 105–52
	0,060–0,110	3,22			
3	0,018–0,035	1,26	1,26	2,31	350–180 108–37
	0,058–0,172	3,69			
4	0,022–0,042	1,37	1,37	2,83	285–149 78–38
	0,080–0,160	3,17			

Заключение

Проведенные исследования позволили выявить ряд особенностей строения поверхностей микроразмерных поровых дефектных образований, возникающих в процессе роста карбид-кремниевых кристаллов. Методом рентгеновской микротомографии реконструированы изображения внутренних «срезов» объема образцов и показано, что поверхности раздела «пора–твердое тело» носят фрактальный характер. При этом фрактальные размерности доступных для исследования микротомографом поверхностей раздела лежат в пределах $2,20-2,60$, что соответствует шероховатым, негладким поверхностям. Методом малоуглового рентгеновского рассеяния определены средние значения радиусов инерции наноразмерных неоднородностей. Обнаружены фрактальные системы в виде изогнутых поровых каналов масштаба $150-400 \text{ \AA}$, которые имеют поверхности с фрактальными размерностями D_s $2,31-2,95$.

Таким образом, кристаллы карбида кремния, полученные РВТ-методом, представляют собой сложные, иерархически организованные, многоинвариантные (статистически самоподобные)

структуры, которые на каждом масштабном уровне (в данном случае микро- и наноразмерном) могут быть представлены, в первом приближении, двумя обобщенными компонентами, а именно, кристаллической матрицей и развитой системой поровых дефектов различной природы. Масштабная инвариантность в структурах, процессы самоорганизации диссипативных структур на микро-, мезо- и наноуровне, возможно, формируют свойства твердых тел на макроуровне [31].

Полученные результаты могут способствовать совершенствованию технологических приемов роста малодефектных кристаллических структур карбида кремния и других широкозонных полупроводников.

Работа выполнена на оборудовании ЦКП «Материаловедение» Мордовского государственного университета имени Н. П. Огарёва.

Автор выражает искреннюю благодарность к.т.н. Мамину Б. Ф. за помощь при проведении микротомографических исследований, интерпретации полученных данных, а также за плодотворное обсуждение результатов.

ЛИТЕРАТУРА

1. Грудинкин С. А., Голубев В. Г., Осипов А. В., Феоктистов Н. А., Кукушкин С. А. // Физика твердого тела. 2015. Т. 57. № 12. С. 2469.
2. Фадеев А. Ю., Лебедев А. О., Тауров Ю. М. // Физика и техника полупроводников. 2012. Т. 46. № 10. С. 1368.
3. Кон В. Г., Орлов М. А. // Кристаллография. 2011. Т. 56. № 6. С. 1023.
4. Буйлов А. Н., Данильчук Л. Н. // Письма в ЖТФ. 2002. Т. 28. № 18. С. 24.
5. Арзунова Т. С., Гуткин М. Ю., Шейнерман А. Г., Мохов Е. Н., Же Н., Нву У. // Поверхность. Рентгеновские, синхротронные и нейтронные исследования. 2005. № 8. С. 59.
6. Арзунова Т. С., Гуткин М. Ю., Кон В. Г., Мохов Е. Н. // Физика твердого тела. 2015. Т. 57. № 4. С. 733.
7. Авров Д. Д., Булатов А. В., Дорожжкин С. И., Лебедев А. О., Тауров Ю. М., Фадеев А. Ю. // Физика и техника полупроводников. 2011. Т. 45. № 3. С. 289.
8. Авров Д. Д., Дорожжкин С. И., Лебедев А. О., Тауров Ю. М., Трегубова А. С., Фадеев А. Ю. // Физика и техника полупроводников. 2009. Т. 43. № 9. С. 1288.
9. Ohtani N., Katsuno M., Tsuge H., Fujimoto T., Nakabayashi M., Yashiro H., Sawamura M., Aigo T., Hoshino T. // Microelectron. Engin. 2006. Vol. 83. P. 142.
10. Syuayarvi M., Yakimova R., Hylén A.-L., Jansen E. // J. Phys.: Condens. Matter. 1999. Vol. 11. P. 10041.
11. Ниццев К. Н., Мамин Б. Ф., Неверов В. А., Сидоров Р. И. // Прикладная физика. 2016. № 6. С. 93.
12. Сидоров Р. И., Скворцов Д. А., Ниццев К. Н., Мамин Б. Ф., Неверов В. А. // Прикладная физика. 2017. № 6. С. 77.
13. Мандельброт Б. Фрактальная геометрия природы. – М.: Институт компьютерных исследований, 2002.
14. Федер Е. Фракталы. – М.: Мир, 1991.
15. Al-Abduwani F. A. H. et al. // Review of scientific instruments. 2005. Vol. 76. P. 103704.
16. Рентгеновский микротомограф SkyScan 1172. [Электронный ресурс]. Режим доступа: <http://www.spektro-nika.ru/default.aspx?s=0&p=80>
17. Свергун Д. И., Фейгин Л. А. Рентгеновское и нейтронное малоугловое рассеяние. – М.: Наука, 1986.
18. Svergun D. I. // J. Appl. Cryst. 1992. Vol. 25. P. 495.
19. Логунов М. В., Неверов В. А., Мамин Б. Ф. // Прикладная физика. 2014. № 5. С. 15.
20. Василевская Т. Н., Антропова Т. В. // Физика твердого тела. 2009. Т. 51. № 12. С. 2386.
21. Жюльен Р. // Успехи физических наук. 1989. Т. 157. № 2. С. 339.
22. Хамова Т. В., Шилова О. А., Коница Г. П., Almasy L., Rosta L. // Физика твердого тела. 2014. Т. 56. № 1. С. 107.
23. Торхов Н. А., Божсков В. Г., Ивонин И. В., Новиков В. А. // Физика и техника полупроводников. 2009. Т. 43. № 1. С. 38.
24. Chappard D., Legrand E., Haettich B., Chales G., Auvinet B., Eschard J.-P., Basle M.-F., Audran M. // J. Pathol. 2001. Vol. 195. P. 515.
25. Guinier A. Theorie et technique de la radiocristallographie. – Paris: A. Dunod, 1964.
26. Китайгородский А. И. Рентгеноструктурный анализ мелкокристаллических и аморфных тел. – М.-Л.: Гос. изд-во тех.-теор. литературы, 1952.
27. Кютт Р. Н., Сморгонская Э. А., Гордеев С. К., Гречинская А. В., Данишевский А. М. // Физика твердого тела. 1999. Т. 41. № 8. С. 1484.
28. Агеев О. А., Беляев А. Е., Болтовец Н. С., Киселев В. С., Конакова Р. В., Лебедев А. А., Миленин В. В., Охрименко О. Б., Поляков В. В., Светличный А. М., Чередниченко Д. И. Карбид кремния: технология, свойства, применение. – Харьков: «ИСМА», 2010.
29. Смирнов Б. М. Физика фрактальных кластеров. – М.: Наука, 1991.
30. Martin J. E., Hurd A. J. // J. Appl. Cryst. 1987. Vol. 20. P. 61.
31. Будаев В. П. // Письма в ЖЭТФ. 2017. Т. 105. № 5. С. 284.

PACS: 61.72. Dd + 61.72. up

Features of micro- and nanoscale defects in 4H-polytype silicon carbide crystals grown by high-temperature sublimation

V. A. Neverov

Ogarev Mordovia State University
68 Bolshevistskaya str., Saransk, 430005, Russia
E-mail: neverovva@inbox.ru

Received May 30, 2018

In the process of growth of silicon carbide single crystals, a developed system of various kinds of defects that negatively affects the properties of a semiconductor material is formed. In the 4H-SiC crystal obtained on the equipment of the company PVA TePla (Germany), statistically self-similar pore-solid interfaces with fractal dimensions of 2.20–2.60 were found characteristic for microdefinite defects. X-ray small-angle scattering made it possible to fix structural inhomogeneities in the form of pores and their clusters of the nanoscale level. The distribution functions of the particles along the radii of inertia are constructed and it is shown that the main share of pores falls on small-scale formations with radii of inertia of 25–30 Å. The pores and their clusters form curved chains

with fractal dimensions of 1.26–1.84. Structural inhomogeneities of scale 40–110 Å scatter X-ray radiation as rough surfaces with fractal dimensions of 2.31–2.95.

Keywords: silicon carbide, structural inhomogeneities, radius of inertia, fractal dimension.

REFERENCES

1. S. A. Grudinkin, V. G. Golubev, A. V. Osipov, N. A. Feotistov, and S. A. Kukushkin, *Physics of the Solid State* **57** (12), 2469 (2015).
2. A. Y. Fadeev, Y. M. Tairov, and A. O. Lebedev, *Semiconductors* **46** (10), 1346 (2012).
3. V. G. Kohn and M. A. Orlov, *Crystallography Reports* **56** (6), 941 (2011).
4. A. N. Builov and L. N. Danil'chuk, *Technical Physics Letters* **28** (18), 24 (2002).
5. T. S. Argunova, M. Yu. Gutkin, A. G. Sheinerman, E. N. Mokhov, J. H. Je, and Y. Hwu, *Journal of Surface Investigation: X-Ray, Synchrotron and Neutron Techniques* **8**, 59 (2005).
6. T. S. Argunova, M. Yu. Gutkin, V. G. Kohn, and E. N. Mokhov, *Physics of the Solid State* **57** (4), 752 (2015).
7. D. D. Avrov, A. V. Bulatov, S. I. Dorozhkin, Y. M. Tairov, A. Y. Fadeev, and A. O. Lebedev, *Semiconductors* **45** (3), 289 (2011).
8. D. D. Avrov, S. I. Dorozhkin, A. O. Lebedev, Y. M. Tairov, A. S. Tregubova, and A. Yu. Fadeev, *Semiconductors* **43** (9), 1288 (2009).
9. N. Ohtani, M. Katsuno, H. Tsuge, T. Fujimoto, M. Nakabayashi, H. Yashiro, M. Sawamura, T. Aigo, and T. Hoshino, *Microelectron. Engin.* **83**, 142 (2006).
10. M. Syvayarvi, R. Yakimova, A.-L. Hysten, and E. Jansen, *J. Phys.: Condens. Matter* **11**, 10041 (1999).
11. K. N. Nishchev, B. F. Mamin, V. A. Neverov, R. I. Sidorov, and D. A. Skvortsov, *Prikl. Fiz.*, No. 6, 93 (2016).
12. R. I. Sidorov, D. A. Skvortsov, K. N. Nishchev, B. F. Mamin, and V. A. Neverov, *Prikl. Fiz.*, No. 6, 77 (2017).
13. B. B. Mandelbrot, *The Fractal Geometry of Nature* (W. H. Freeman, San Francisco, 1983).
14. E. Feder, *Fractals* (Mir, Moscow, 1991) [in Russian].
15. F. A. H. Al-Abduwani, R. Farajzadeh, W. M. G. T. van den Broek, P. K. Currie, and P. L. J. Zitha, *Review of scientific instruments* **76**, 103704 (2005).
16. Skyscan 1172: High Resolution Desk-Top Micro-Ct., URL: <http://bruker-microct.com/products/1172.htm>
17. D. I. Svergun and L. A. Fejgin, *X-ray and neutron small-angle scattering* (Nauka, Moscow, 1986) [in Russian].
18. D. I. Svergun, *J. Appl. Cryst.* **25**, 495 (1992).
19. M. V. Logunov, V. A. Neverov, and B. F. Mamin, *Prikl. Fiz.*, No. 5, 15 (2014).
20. T. N. Vasilevskaya and T. V. Antropova, *Physics of the Solid State* **51** (12), 2537 (2009).
21. R. Julien, *Sov. Physics-Uspekhi* **157** (2), 339 (1989).
22. T. V. Khamova, O. A. Shilova, G. P. Kopitsa, L. Almásy, and L. Rosta, *Physics of the Solid State* **56** (1), 105 (2014).
23. N. A. Torkhov, V. G. Bozhkova, I. V. Ivonin, and V. A. Novikov, *Semiconductors* **43** (1), 38 (2009).
24. D. Chappard, E. Legrand, B. Haettich, G. Chales, B. Auvinet, J.-P. Eschard, M.-F. Basle, and M. Audran, *J. Pathol.* **195**, 515 (2001).
25. A. Guinier, *Theorie et technique de la radiocristallographie* (Paris, A. Dunod, 1964).
26. A. I. Kitaygorodsky, *X-ray diffraction analysis of fine-crystalline and amorphous solids* (GITTL, Moscow –Leningrad, 1952) [in Russian].
27. R. N. Kyutt, É. A. Smorgonskaya, A. M. Danishevskii, S. K. Gordeev, and A. V. Grechinskaya, *Physics of the Solid State* **41** (8), 1359 (1999).
28. O. A. Ageev, A. E. Belyaev, N. S. Boltovets, V. S. Kiselev, R. V. Konakova, A. A. Lebedev, V. V. Milenin, O. B. Okhriomenko, V. V. Polyakov, A. M. Svetlichny, and D. I. Cherednichenko, *Silicon carbide: technology, properties, application* (ISMA, Kharkov, 2010) [in Russian].
29. B. M. Smirnov, *Physical of fractal clusters* (Nauka, Moscow, 1991) [in Russian].
30. J. E. Martin and A. J. Hurd, *J. Appl. Cryst.* **20**, 61 (1987).
31. V. P. Budaev, *Technical Physics Letters* **105** (5), 284 (2017).